

⑩ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

平2-97620

⑬ Int. Cl.<sup>5</sup>

C 21 D 8/02

識別記号

A  
D

庁内整理番号

7371-4K  
7371-4K※

⑭ 公開 平成2年(1990)4月10日

審査請求 未請求 請求項の数 3 (全8頁)

⑮ 発明の名称 加工性良好な高強度鋼板の製造方法

⑯ 特 願 昭63-249939

⑰ 出 願 昭63(1988)10月5日

⑱ 発 明 者 佐 久 間 康 治 神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社  
第2技術研究所内  
⑱ 発 明 者 松 村 理 神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社  
第2技術研究所内  
⑱ 発 明 者 秋 末 治 神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社  
第2技術研究所内  
⑱ 発 明 者 加 藤 弘 神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社  
第2技術研究所内  
⑲ 出 願 人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号  
⑳ 代 理 人 弁理士 大関 和夫  
最終頁に続く

明 細 書

1. 発明の名称

加工性良好な高強度鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

1. 重量%でC: 0.07~0.30%、Si: 0.30~1.50%、Mn: 0.20~2.00%、Ni: 1.00~6.00%、 $\text{sol Al}$ : 0.005~0.100%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼を熱間圧延し酸洗と圧延率35~80%の冷延を行ってから、600~800℃の二相共存温度域に加熱し15秒~5分保持後、1~200℃/secの速度で250~500℃に冷却し、この温度域内で5秒~10分保定し、その後30秒以内に150℃以下まで冷却することを特徴とする加工性良好な高強度鋼板の製造方法。

2. Cu、Co、Crのうちの1種または2種以上を重量%で合計1%以下添加することを特徴とする請求項1記載の加工性良好な高強度鋼板の製造方法。

3. 二相共存温度域に加熱し15秒~5分保持

後の冷却を、550~700℃までを1~2.0℃/sec、それ以下を25~200℃/secとすることを特徴とする請求項1または2記載の加工性良好な高強度鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は加工性良好な高強度鋼板の製造方法に関するものである。

(従来の技術)

乗用車の走行性や快適性、安全性は近年かってなかったほど著しい進歩を遂げた。これは搭載される電子制御部品や安全保安部品の増加と車体投影面積の増加によるところが大きい。その一方で車体総重量にほとんど変化は見られない。これは主要な構成材料である自動車用薄鋼板の高強度化によって重量増加が相殺されているためである。生活水準の向上を背景とした消費者の高級化、高性能化指向は今後とも続くことと思われるが、同時にオイルショックの経験に起因する鋭敏化したコスト意識も根強く存在するためこの傾向は引

き続き認められよう。したがって自動車用薄鋼板には60~100 kgf/mm<sup>2</sup>を超える引張強度を有しながら従来30~40 kgf/mm<sup>2</sup>級の強度の鋼が有していたのと勝るとも劣らない優れたプレス加工性を同時に持つことが要求されることとなる。

このような高強度と加工性の両立を図った薄鋼板としては特公昭56-11741号公報等で提案されているフェライト・マルテンサイト二相鋼いわゆるDual phase鋼が著名である。これは軟質なフェライトに伸びを、硬質なマルテンサイトに強度を分組させ、その両立を図って強度延性バランスを改善した鋼であるが、それでも一つの指標値とされる引張強度と全伸びの積は2000 kgf/mm<sup>2</sup>・%程度にすぎず、従来の軟鋼板の場合と同様な形状にプレス成形することは極めて困難となる。さらに改善を図った鋼種としては変態誘起塑性

(Transformation Induced Plasticity) の活用を意図して残留オーステナイトを混在させた鋼が特開昭60-43430号公報や特開昭61-157625号公報等で提案されている。軟鋼板用の連続焼鈍設備を

(2) 利用して製造でき、しかも比較的単純な化学組成ながら10~15%もの残留オーステナイトを含むこれらの鋼はたとえば100 kgf/mm<sup>2</sup>の引張強度でも全伸びが30%内外に達する他、曲げ性や穴拡げ性なども自動車用薄鋼板として要求されるレベルを満足し今後広範な利用が期待されている。

しかし、これまでに見出された方法で高強度と加工性の最善の組み合わせを得るために10~15%程度からさらにそれ以上の残留オーステナイトをフェライトおよびベイナイトと共存させようとするの特開昭62-188729号公報のように種々の工夫がなされているものの0.20%程度以上の従来薄鋼板の範疇では一般に考えられていなかった程のCを含有させる必要がある。このようにCの含有量が多いとパーライトの比率が大きく冷間圧延で望ましい圧延率をとることが難しく、連続熱処理ラインでの操業上種々の困難をまねく。のみならず自動車の車体を組み立てる際に多用されているスポット溶接で接合部に所要の強度を付与できないため、従来にない高強度で極めて良好な

加工性をもつにもかかわらずこの種の鋼板を大量に使用することを妨げていた。

(発明が解決しようとする課題)

本発明は前記したような従来技術の有する課題を解決し、より低いC含有量で残留オーステナイトがもたらす従来発明と同等以上の良好な加工性を有する高強度鋼板の製造方法を提供するものである。

(課題を解決するための手段)

本発明による高強度鋼板はフェライト、ベイナイト、残留オーステナイトの混合組織からなることを特徴とし、目的とする強度を確保するために所要量の残留オーステナイトとベイナイトを、また良好な加工性を得るために所要量の残留オーステナイトをフェライトと共存させる必要がある。平衡状態図上でオーステナイト域を広げ、変態点を下げる元素の量を増せば一般に残留オーステナイトは生成しやすくなり、その安定性を調節して変態誘起塑性による伸びの向上を図ることができる。この種の元素の代表的なものにNiがありSUS

304をはじめとした準安定オーステナイト系ステンレス鋼に添加されている。また特公昭44-738号公報や特公昭46-13498号公報のように4~10%内外のNiを添加して極微細な残留オーステナイト粒をマトリックス中に混在させ低温での靱性を改善させた鋼がある。このように極めて有用な元素ながらクラーク数が0.008と小さいNiは高価であり、多量生産され安価なことが必須である自動車用薄鋼板にこれほどの多量添加することはできない。経済性を著しくは損なわない2~4%のNiを添加した鋼の例にASTM規格のA203鋼があるが、組織的には何ら特徴のないものであり低温での靱性は優れるとしても室温近傍での強度延性バランスは陳腐である。しかし本発明者らはSiやMnの添加量を適正化し、軟鋼板の連続焼鈍類似のヒートサイクルからなる一連の熱処理を施すと相当量の残留オーステナイトが混在した組織が得られることを見出した。しかもNiのみでオーステナイトの安定化を図ったものと異なりCやMn等の元素による安定化も図られているためMn点とNd点との

開きが大きく変態誘起塑性の活用が容易であることに着目し本発明をなしたものである。

すなわち、本発明は重量%でC: 0.07~0.30%、Si: 0.30~1.50%、Mn: 0.20~2.00%、Ni: 1.00~6.00%、sol Al: 0.005~0.100%及び必要に応じてCu, Co, Crのうちの1種または2種以上を合計1%以下を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼を熱間圧延し酸洗と圧延率35~80%の冷延を行ってから、600~800℃の二相共存温度域に加熱し15秒~5分保持後、1~200℃/secの速度で250~500℃に冷却し、この温度域内で5秒~10分保定し、その後30秒以内に150℃以下まで冷却することを特徴とする加工性良好な高強度鋼板の製造方法を要旨とするものである。

#### (作用)

最初に本発明の対象とする鋼の成分範囲の限定理由について述べる。

まず、Cは最も低コストなオーステナイト安定化元素であり、二相共存温度域およびベイナイト

はるかに越えるCを濃化させ、その安定度を増す。しかし、本発明のC量の範囲ではSiが0.30%未満ではこのような効果は明らかではなく、目的を達成するためには0.70%以上が好ましい。一方、過剰に添加すると酸洗性を著しく悪化させるほどのスケールを熱延時に生じることとなるし、またCを黒鉛として析出させることもある。このため1.50%超の過剰な添加は避けなければならない。

Mnは二相域からベイナイト変態域への冷却の際にオーステナイトがパーライトへ分解するのを抑制し、急冷を開始した時点で存在するオーステナイトをそのままの状態ですべて500℃以下まで持ち来す上でその添加が極めて有効な元素である。またNiとともにオーステナイト形成元素に分類され、その安定に存在する温度域を広げ残留オーステナイトの生成を容易にする。その量が0.20%未満だと熱延時に熱間脆性を生じる可能性があり、また500℃まで冷却する途上でパーライトが大量に生じるので適当でない。しかし、2.00%を超すようになると先に述べたような目的は達せられ

(3) 変態温度域でフェライト中からオーステナイト中に短時間で移動し、その安定度を増す。その結果元素が鋼中で均一分布している時にその化学組成で決まるMs点が室温よりかなり高い温度であったとしてもMnやNiの分配がもたらす効果と相乗し室温以下に冷却しても相当量のオーステナイトが残存する。その結果、従来にない高強度と良好な加工性が得られる。その添加量は溶接性や衝撃特性を優れたものとするには低い方が好ましいが0.07%未満では伸びの向上が明らかとなるほどの残留オーステナイト量を確保することはできない。一方0.30%を超すようになると残留オーステナイトは多量に得られるものの加工誘発変態によりプレス成形後に存在することとなるマルテンサイトの量も相当なものとなり諸特性の劣化が著しいし、スポット溶接部で所要の強度を得ることができないため実用に耐えない。

Siはセメンタイト中に固溶しないためその析出を抑制する作用を有し、250~500℃で暫時保持する間に未変態オーステナイト中に固溶限を

るものの、Cの濃化によるオーステナイトの安定化反応に極めて長時間を要することとなり、連続ラインでの多量生産を事実上不可能なものとする。また、バンド組織の形成により特性を劣化させることもあるから避けなければならない。

また、Niはオーステナイト形成元素であり鉄中に置換型元素として固溶し、そのMs点を下げる。このため特開昭62-188729号公報に示されるような従来の発明例よりそのC濃度が低くとも、室温以下に冷却した時にオーステナイトをマルテンサイトに変態することなく残存させうる。またセメンタイトには固溶しないためSi同様に250~500℃での保定中にCが炭化物として析出するのを抑制しながらオーステナイトへの濃化を促進する。しかし、その量が1.00%未満では添加の効果認められない。また、6.00%を超すと本発明のヒートサイクルによれば熱処理完了後に残留オーステナイトの量が30%を超し、オーステナイトが連結して存在しやすくなるため塑性誘起変態が一度に起こり、目的とするような大きな伸

びが得られない。

さらに  $\alpha\text{-Fe}$  は脱酸元素として、また  $\text{AlN}$  による熱延素材の細粒化、および一連の熱処理工程における結晶粒の粗大化を抑制することで材質が改善されるため 0.005 ~ 0.100 % を添加する。その量が 0.005 % 未満だと目的とする効果が不十分であり、0.100 % を超すと介在物により靱性が劣化することがあるので避けなければならない。

本発明の鋼は以上を基本成分とするが、これらの元素および  $\text{Fe}$  以外に  $\text{P}$ 、 $\text{S}$ 、 $\text{N}$  その他の一般に鋼に対して不可避免的に混入する元素を含むものである。またオーステナイト形成元素の  $\text{Cu}$  や  $\text{Co}$ 、焼入れ性を増す元素である  $\text{Cr}$  等を添加し、残留オーステナイト量を増すことは本発明の目的を達成する上で好ましいことである。しかし、過大に添加すると複雑な組成の化合物を微細に析出し加工性を著しく劣化することがあるのでその量は合計で 1 % 以下に限定する。

次に工程上の限定理由を詳述する。本発明では熱間圧延した鋼板を酸洗し、圧延率 35 ~ 80 %

(4)

の冷延を行う。これは引き続いて行う一連のサイクルからなる熱処理後に微細な残留オーステナイトがフェライトとベイナイトの中に分散した組織を得ることを目的とする。この圧延率が 35 % 未満だと組織の微細化が不十分であるため、本発明に規定した熱処理を施しても十分な量の残留オーステナイトが得られず、伸びをはじめとした特性の劣ったものしか得られない。その効果は圧延率が増すと飽和する傾向にあり、80 % を超えた冷延を行うことは圧延に要する動力が莫大なものとなるだけで効果が小さいため適当でない。

本発明の一連のサイクルからなる熱処理ではまず最初に 600 ~ 800 °C の二相共存温度域に加熱し 15 秒 ~ 5 分保持する。本発明の成分系を有する鋼板にこの加熱を行うと固溶限以上の炭化物はほとんど消滅し、オーステナイトが 40 ~ 80 % 存在し、フェライトが残余をしめる組織状態が現出される。拡散定数の大きい  $\text{C}$  はオーステナイト中に濃化しフェライト中では希薄となる。このため引き続く一連のサイクルを経た後では 8 ~

30 % の残留オーステナイトがフェライトとベイナイトの混在した中に微細に分散した組織が得られ高強度にして加工性良好な鋼板とすることができる。

加熱温度が 600 °C 未満の時、連続ラインで実現することのできる時間内では炭化物が溶解せずオーステナイトの存在量もごく僅かであり、また再結晶も不十分な状態であるため後に続く処理が本発明に規定されるものであったとしても高強度にして加工性良好な鋼板とすることはできない。一方、800 °C を超える温度域に加熱することは多大なエネルギーを要し不経済であるばかりか表面性状が劣化する等種々の好ましくない現象を生む。この温度域での保持時間が 15 秒未満では未溶解炭化物が存在する可能性が大であり、望まれるだけの量のオーステナイトが形成されず強度と加工性の両立が図れない。一方、5 分を超えた保持は連続ラインで経済的な多重生産をするには適さないし、行ったとしても結晶粒粗大化等により材質が劣化する可能性がある。

本発明ではこの後 1 ~ 200 °C / sec の速度で 250 ~ 500 °C に冷却する。これは二相域に加熱して生成させたオーステナイトをパーライトに変態することなくベイナイト変態域に持ち来し、引き続く処理により室温では残留オーステナイトとベイナイトとして所定の特性を得ることを目的とする。この冷却速度が 1 °C / sec 未満ということは臨界冷却速度以下であることを意味し、オーステナイトのほとんどがパーライト変態するため熱処理後にはベイナイトも残留オーステナイトもごく僅かの量となり強度も低く加工性も良好ではない。逆に 200 °C / sec を超えるようだと針状のフェライトが生成し強度延性バランスの劣化をもたらす原因となる。また鋼板全体にわたって目標とした温度で冷却を終了することが難しく、形状も工業的な用途に耐えられないものとなることがある。この冷却が 500 °C よりも高い温度で終了すると  $\text{Si}$  や  $\text{Ni}$  を含んでいてもその後の保持中に炭化物が急速に生成しオーステナイト中の  $\text{C}$  濃度が急減するのでそれを室温まで残留することが不

可能となる。一方NiやMnのオーステナイト安定化元素が添加されているとは言え、二相域で生成したままの状態ではMs点を250℃未満に下げるとにオーステナイト中にCが濃化していないため、そのまま250℃未満に冷却すると多量のマルテンサイトを生じ、その後に焼戻されたとしても強度は十分としても加工性は良好と言える範囲にはなりえない。なお二相域での均熱終了後550～700℃までを1～20℃/sec、それ以下を25～200℃/secで冷却し、上段での緩冷中にNiやMn等を残存するオーステナイト中に濃化させながら清浄なフェライトを成長させることは残留オーステナイト量の増加にもつながり加工性をさらに良好とする好ましい方法である。

この冷却終了後、本発明では250～500℃に5秒～10分保定し、その後30秒以内に150℃以下まで冷却する。これは本発明成分の鋼ではオーステナイトからベイナイトへの変態が二段階に分離することを活用し、炭化物をほとんど含まないベイナイトとその部分から掃きだされたCが濃

(5) 化しNiやMn等による安定化と合わせてMs点が室温以下に低下した残留オーステナイト、および二相域加熱中に純化が進んだ残存フェライトや先の冷却中に成長した清浄なフェライトの混在した組織を現出させ、高強度と良好な加工性を両立させることにある。この保定温度が500℃よりも高いとその間に炭化物が急速に生成しオーステナイト中のC濃度が急減するのでそれを残留することは不可能となる。一方保定温度が250℃未満だと実質的にCの拡散が困難となるため未変態オーステナイト中にCが濃化せずMs点を室温以下に下げることができないため残留オーステナイトを得る上で有効なものとならない。この保定時間が5秒未満ではベイナイト変態の進行が不十分のためCが十分に濃化していないオーステナイトは室温までの冷却中にマルテンサイト変態し、得られる鋼板は高強度ではあるものの加工性に乏しいものとなる。また保定時間が10分を超すとベイナイト変態がさらに進み、前段の反応でCの濃化したオーステナイトも炭化物を析出してベイナイトに分

解するため変態誘起塑性により加工性を改善する残留オーステナイト量の不足をもたらすこととなる。この後150℃以下まで冷却するのに30秒を超える時間要した場合も同様であり、発明の目的を達し得ない。

なお、以上に説明してきた工程における二相域での加熱温度や二相域からの冷却が終了した後の保定温度、またその間の冷却速度は規定の範囲内であれば一定である必要はなく、その範囲内で変動したとしても最終製品の特性をなんら劣化させはしないし向上する場合もある。

#### (実施例)

第1表に成分を示す鋼を熱間圧延し酸洗した後、第2表に記載するような条件の冷間圧延と一連のサイクルからなる熱処理を行った。その後0.8%の調質圧延を施してからJIS 5号引張試験片を調製し、ゲージ長さ50mm、引張速度10mm/minで常温引張試験を行ったところ同表に記載するような引張強度と全伸びを得た。

本発明試料である試料№2、4、5、7、8、

11、14、17、18、20、22、23、26、27、30、34はいずれも2500kgf/mm<sup>2</sup>・%を超える引張強度と全伸びの積を有することから判断できるように高強度であると同時に良好な加工性を有している。これに対し本発明成分範囲外の鋼a、c、g、h、i、kは最適と考え得る処理を施しても試料№1、9、31～33、35にあるように、また本発明成分鋼であっても処理条件の一つでも不適切なところがあると試料№6、9、10、12、13、15、16、19、21、24、25、28、29にあるように引張強度か全伸びのいずれか、あるいは両方が劣るため2500kgf/mm<sup>2</sup>・%未満の引張強度と全伸びの積しか得られず、加工性良好な高強度鋼板とはなし得ない。

第 1 表

	成 分 ( 重 量 % )							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	sol.AL	T.N
a	<u>0.03</u>	1.05	0.90	0.005	0.002	3.5	0.030	0.0035
b	0.10	1.15	0.85	0.004	0.001	3.4	0.040	0.0030
c	0.15	1.10	0.95	0.004	0.001	<u>0.4</u>	0.035	0.0025
d	0.14	1.15	0.90	0.006	0.002	1.3	0.045	0.0040
e	0.17	1.05	0.90	0.004	0.001	3.6	0.040	0.0035
f	0.15	1.10	0.85	0.005	0.002	5.2	0.035	0.0040
g	0.15	1.15	0.95	0.003	0.003	<u>7.1</u>	0.030	0.0025
h	0.17	<u>0.20</u>	0.90	0.005	0.002	3.4	0.025	0.0025
i	0.16	1.20	<u>0.15</u>	0.007	0.003	3.5	0.040	0.0030
j	0.24	1.05	0.80	0.003	0.001	3.4	0.030	0.0025
k	<u>0.35</u>	1.00	0.95	0.004	0.002	3.3	0.040	0.0035

(注) 表中 \_\_\_\_\_ を付したのは本発明範囲からはずれていることを示す。

第 2 表

試料No.	鋼	冷延率 (%)	加熱温度 t <sub>a</sub> (℃)	加熱時間 t <sub>a</sub> (sec)	冷却速度 R (℃/sec)	冷却終了 温度・T <sub>b</sub> (℃)	保温度範囲 T <sub>c</sub> (℃)	保時間 t <sub>c</sub> (sec)	保温度終了後150℃ま での冷却時間t <sub>d</sub> (sec)	引張強度 (kgf/cm <sup>2</sup> )	全伸び (%)	引張強度×全伸び (kgf/cm <sup>2</sup> ・%)	備 考
1	a	60	790	70	60	400	390~410	280	20	42	47	1974	比較例
2	b	60	760	70	60	400	390~410	280	20	61	41	2501	本発明
3	c	60	780	70	60	400	390~410	280	20	62	30	1860	比較例
4	d	60	740	70	60	400	390~410	280	20	82	31	2542	本発明
5	d	60	740	70	7~50 (注2)	400	390~410	280	20	79	33	2607	本発明
6	e	<u>15</u>	710	70	60	400	390~410	320	20	99	25	2475	比較例
7	e	60	710	70	60	400	390~410	320	20	104	29	3016	本発明
8	e	76	710	70	60	400	390~410	320	20	105	27	2835	本発明
9	e	<u>90</u>	710	70	60	400	390~410	320	20	104	24	2496	比較例
10	e	60	<u>550</u>	70	60	400	390~410	320	20	87	5	522	比較例
11	e	60	770	70	80	400	390~410	380	20	103	27	2781	本発明
12	e	60	<u>850</u>	70	120	400	390~410	440	20	98	24	2352	比較例
13	e	60	710	<u>10</u>	60	400	390~410	320	20	94	20	1880	比較例
14	e	60	710	250	60	400	390~410	320	20	106	27	2862	本発明
15	e	60	710	<u>450</u>	60	400	390~410	380	20	105	23	2415	比較例
16	e	60	710	70	<u>0.3</u>	400	390~410	320	20	81	24	1944	比較例
17	e	60	710	70	20	400	390~410	320	20	93	28	2604	本発明
18	e	60	710	70	140	400	390~410	320	20	107	26	2782	本発明
19	e	60	710	70	<u>250</u>	400	390~410	320	20	110	20	2200	比較例

第 2 表 (つづき)

試片No.	鋼	冷延率 (%)	加熱温度 $T_a$ (°C)	加熱時間 $t_a$ (sec)	冷却速度 $R$ (°C/sec)	冷却終了 温度 $T_b$ (°C)	保た温度範囲 $T_c$ (°C)	保た時間 $t_c$ (sec)	保た終了後150°Cま での冷却所要時間 $t_d$ (sec)	引張強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	全伸び (%)	引張強度×全伸び (kgf/mm <sup>2</sup> ・%)	備 考
20	c	60	710	70	3~50 (注3)	400	390~410	320	20	102	31	3162	本発明
21	e	60	710	70	60	520	510~530	7	20	84	27	2268	比較例
22	e	60	710	70	60	460	440~460	20	20	95	30	2850	本発明
23	e	60	710	70	60	320	320~340	570	20	113	23	2599	本発明
24	e	60	710	70	60	240	220~240	570	20	125	17	2125	比較例
25	e	60	710	70	60	400	390~410	3	20	127	14	1778	比較例
26	e	60	710	70	60	400	390~410	150	20	108	25	2700	本発明
27	e	60	710	70	60	400	390~410	460	20	103	28	2884	本発明
28	e	60	710	70	60	400	390~410	900	20	104	23	2392	比較例
29	e	60	710	70	60	450	440~460	20	45	93	25	2325	比較例
30	f	60	670	70	60	400	390~410	400	20	122	21	2562	本発明
31	g	60	650	150	40	400	390~410	400	20	141	17	2397	比較例
32	h	60	690	70	100	400	390~410	200	20	98	22	2156	比較例
33	i	60	730	70	60	400	390~410	200	20	97	25	2425	比較例
34	j	60	700	70	60	400	390~410	320	20	132	19	2508	本発明
35	k	60	700	70	60	400	390~410	320	20	155	13	2015	比較例

(注1) 表中\_\_\_\_を付したものは本発明範囲からはずれていることを示す。

(注2) 650°C以上を7°C/sで、それ以下を50°C/sで冷却

(注3) 630°C以上を3°C/sで、それ以下を50°C/sで冷却

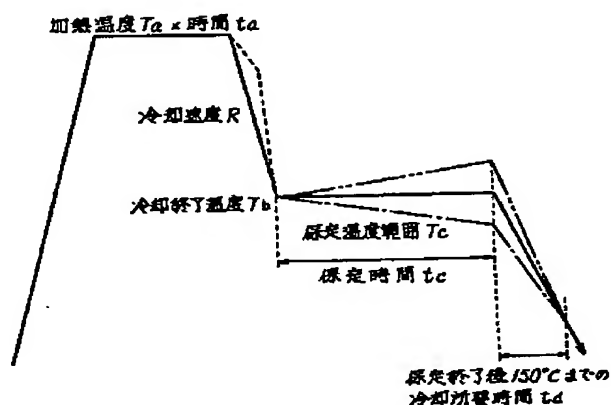
## (発明の効果)

以上の実施例から明らかなように本発明によれば5~30%の残留オーステナイトがフェライトおよびベイナイトと共存することにより引張強度50~140 kgf/mm<sup>2</sup>の広い範囲にわたり加工性良好な高強度鋼板を得ることができる。しかも従来発明よりもはるかに低いC含有量でこのような特性がえられるため、本発明の有する効果は産業上極めて大きなものである。

## 4. 図面の簡単な説明

第1図は冷間圧延の後で鋼板に施す熱処理サイクルを示す図である。

第 1 図



特許出願人 新日本製鐵株式会社

代理人 大 関 和 夫



(8)

第1頁の続き

⑥Int. Cl.<sup>5</sup>

// C 22 C 38/00

38/08

38/52

識別記号

庁内整理番号

3 0 1 U

7047-4K

3 0 2 Z

7047-4K